

⑫ 公開特許公報(A)

昭62-207851

⑪ Int. Cl.

C 22 F 1/05
C 22 C 21/02

識別記号

庁内整理番号

6793-4K
Z-6411-4K

⑬ 公開 昭和62年(1987)9月12日

審査請求 未請求 発明の数 4 (全5頁)

⑭ 発明の名称 成形加工用アルミニウム合金圧延板およびその製造方法

⑮ 特 願 昭61-51695

⑯ 出 願 昭61(1986)3月10日

⑰ 発 明 者 松 尾 守 東京都中央区日本橋室町4丁目1番地 スカイアルミニウム株式会社内

⑱ 発 明 者 小 松 原 俊 雄 東京都中央区日本橋室町4丁目1番地 スカイアルミニウム株式会社内

⑲ 出 願 人 スカイアルミニウム株式会社 東京都中央区日本橋室町4丁目1番地

⑳ 代 理 人 弁理士 豊田 武久 外1名

明 細 書

1. 発明の名称

成形加工用アルミニウム合金圧延板および
その製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) Si 0.4~2.5% (重量%、以下同じ)、Mg 0.1~1.2%を含有し、かつ残部がAlおよび不可避免的不純物よりなり、しかもマトリックス中の金属間化合物の最大サイズが5 μ m以下であることを特徴とする成形加工用アルミニウム合金圧延板。

(2) Si 0.4~2.5%、Mg 0.1~1.2%を含有し、かつCu 1.5%以下、Zn 2.5%以下、Cr 0.3%以下、Mn 0.6%以下、Zr 0.3%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部がAlおよび不可避免的不純物よりなり、しかもマトリックス中の金属間化合物の最大サイズが5 μ m以下であることを特徴とする成形加工用アルミニウム合金圧延板。

(3) Si 0.4~2.5%、Mg 0.1~1.2%を

含有し、かつ残部がAlおよび不可避免的不純物よりなるアルミニウム合金の溶湯を、板厚 3~15mmの板に連続鋳造し、その後冷間圧延を施した後、溶体化処理・焼入れすることを特徴とするアルミニウム合金圧延板の製造方法。

(4) Si 0.4~2.5%、Mg 0.1~1.2%を含有し、かつCu 1.5%以下、Zn 2.5%以下、Cr 0.3%以下、Mn 0.6%以下、Zr 0.3%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部がAlおよび不可避免的不純物よりなるアルミニウム合金の溶湯を、板厚 3~15mmの板に連続鋳造し、その後冷間圧延を施した後、溶体化処理・焼入れすることを特徴とするアルミニウム合金圧延板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

産業上の利用分野

この発明は自動車用のボディシートやエアクリナー、オイルタンクなどの如く、高強度と優れた成形加工性、特に伸び、張出し性、曲げ性が要求される成形加工品に使用されるアルミニウム合

金圧延板およびその製造方法に関するものである。

従来の技術

従来一般に自動車用ボディシート等の成形加工用の自動車用板材としては冷延鋼板が多用されていたが、最近では自動車車体を軽量化してその燃費を改善すること等を目的とし、従来の冷延鋼板に代えてアルミニウム合金圧延板を使用する要望が強まっている。

このような用途に供されるアルミニウム合金圧延板としては、従来はAl-Mg系の5052合金O材や5182合金O材、あるいはAl-Cu系の2036合金T4処理材、さらにはAl-Mg-Si系の6009合金T4処理材、6010合金T4処理材等が適用されている。

発明が解決すべき問題点

前述のような従来のアルミニウム合金圧延板は、冷延鋼板と比し、成形性、特に伸び、曲げ性、張出し性が劣る。

すなわち前述のようなAl合金のうちでは、成形性の点からは5052合金や5182合金などのAl-

Mg系合金が比較的良好であり、また耐食性も良好であるが、これらのAl-Mg系合金のO材は、成形加工時にリューダースマークが発生して外觀不良を招くおそれがあるとともに、焼付塗装後に強度が低下する欠点がある。これらのAl-Mg系合金におけるリューダースマークの発生を防止するための方法としては、レベリング等により若干加工歪を与える方法があるが、この場合逆に成形性が低下してしまうという問題があり、また焼付塗装後の強度低下の問題は解消しない。さらに2036合金等のAl-Cu-Mg系合金は、強度に優れるとともに成形加工時におけるリューダースマークの発生もないが、成形性に劣り、また塗装焼付後の強度が不十分であり、さらに耐食性も劣る問題がある。一方6010合金等のAl-Mg-Si系合金は、強度に優れるとともに成形加工時におけるリューダースマークの発生もなく、さらには耐食性に優れかつ焼付塗装後の強度も充分にあるが、唯一の欠点としては、成形加工性が若干劣ることが挙げられる。

以上のように、従来のAl合金のうちでは、6000番系のAl-Mg-Si系が、最も多くの優れた特性を兼ね備えている。そこでAl-Mg-Si系合金の唯一の欠点である成形加工性、特に伸び、曲げ性、張出し性が若干劣る点を解決することができれば、自動車車体ボディシート等に使用される材料として極めて優れたAl合金圧延板を提供することが可能となる。

この発明は以上の事情を背景としてなされたもので、Al-Mg-Si系合金の成形性、特に伸び、曲げ性、張出し性の向上を図り、これによって強度、成形性、リューダースマークのないこと、耐食性焼付塗装後の強度のいずれもが優れたAl合金圧延板を提供することを目的とするものである。

問題点を解決するための手段

本発明者等はAl-Mg-Si系合金圧延板の成形性、特に伸び、曲げ性、張出し性を向上させる手法について種々実験・検討を重ねた結果、最終圧延板における金属間化合物の最大サイズを

5 μ m以下とすることが伸び、曲げ性、張出し性の向上に有効であることを見出した。そしてそのように最終圧延板における金属間化合物の最大サイズを5 μ m以下とするためには、合金溶湯の鑄造段階において、板厚3~15mmの板に直接連続鑄造してしまうことが有効であることを見出し、この発明をなすに至ったのである。

具体的には、本願の第1発明のアルミニウム合金圧延板は、Si 0.4~2.5%、Mg 0.1~1.2%を含有し、かつ残部がAlおよび不可避免的不純物よりなり、しかもマトリックス中の金属間化合物の最大サイズが5 μ m以下であることを特徴とするものである。

また第2発明のアルミニウム合金圧延板は、Si 0.4~2.5%、Mg 0.1~1.2%を含有し、かつCu 1.5%以下、Zn 2.5%以下、Cr 0.3%以下、Mn 0.6%以下、Zr 0.3%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部がAlおよび不可避免的不純物よりなり、しかもマトリックス中の金属間化合物の最大サイズが5 μ m

以下であることを特徴とするものである。

さらに第3発明のアルミニウム合金圧延板製造方法は、Si 0.4～2.5%、Mg 0.1～1.2%を含有し、かつ残部がAlおよび不可避的不純物よりなるアルミニウム合金の溶湯を、板厚3～15mmの板に連続鋳造し、その後冷間圧延を施した後、溶体化処理・焼入れすることを特徴とするものである。

また第4発明のアルミニウム合金圧延板の製造方法は、Si 0.4～2.5%、Mg 0.1～1.2%を含有し、かつCu 1.5%以下、Zn 2.5%以下、Cr 0.3%以下、Mn 0.6%以下、Zr 0.3%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部がAlおよび不可避的不純物よりなるアルミニウム合金の溶湯を、板厚3～15mmの板に連続鋳造し、その後冷間圧延を施した後、溶体化処理・焼入れすることを特徴とするものである。

作 用

先ずこの発明における基本的な合金成分の限定理由について説明する。

これらを添加することによって強度をより一層向上させることができる。Cuが1.5%、Znが2.5%をそれぞれ越えれば、耐食性が低下するとともに、連続鋳造が困難となり、また特にCuが1.5%を越える場合は成形性が低下する。したがってCuの上限は1.5%、Znの上限は2.5%とした。なおCu、Znの下限は特に規定しないが、Cuが0.05%未満、Znが0.1%未満ではCu、Znの添加効果が十分に得られないから、Cuは0.05%以上、Znは0.1%以上添加することが好ましい。

Cr、Mn、Zr：

これらの元素はいずれも再結晶粒を微細化させて組織を均一化するとともに強度向上に寄与する元素である。Mnが0.6%を越えれば成形性が低下し、またCr、Zrがそれぞれ0.3%を越えれば粗大な金属間化合物が生じてしまう。したがってMnの上限は0.6%、Cr、Zrの上限はそれぞれ0.3%とした。なおMn、Cr、Zrの下限は特に規定しないが、Mnが0.05%未満、Cr、

Mg：

Mgはこの発明の系のアルミニウム合金において必須の合金成分であって、強度および成形性に寄与する元素である。Mgが0.1%未満では強度が不十分となって自動車ボディシート等として不適当となり、一方Mgが1.2%を越えれば延性および成形性が低下するから、0.1～1.2%の範囲内に限定した。

Si：

Siもこの発明の系のアルミニウム合金において必須の合金成分であって、強度および成形性の向上に寄与する元素である。Siが0.4%未満では強度が不足し、一方2.5%を越えれば溶湯の流動性が低下して連続鋳造が困難となる。したがってSiは0.4～2.5%の範囲内に限定した。

さらに本願の第2発明においては、Cu、Zn、Mn、Cr、Zrのうちの1種または2種以上を添加したものとする。これらの添加理由および限定理由は次の通りである。

Cu、Zn：

Zrがそれぞれ0.03%未満ではそれらの添加効果が十分に得られないから、Mnは0.05%以上、Cr、Zrはそれぞれ0.03%以上添加することが好ましい。

上記の各元素のほか、通常のアルミニウム合金には不可避的不純物としてFeが含有される。Feはこの発明においても特に重要な元素ではないが、0.5%を越えて含有されれば晶出物量が増して成形性を劣化させるから、Feは0.5%以下とすることが好ましい。

さらに、上記各元素のほか、铸塊結晶粒微細化のために、Ti、またはTiおよびBを添加しても良い。但し初晶TiAl₃粒子の晶出を防止するためには、Tiは0.15%以下とすることが望ましく、またTiB₂粒子の生成を防止するためにはBは0.01%以下とすることが好ましい。

本願第1発明および第2発明のアルミニウム合金圧延板においては、上述のような成分組成を有するのみならず、最終圧延板の圧延表面金属間化合物の最大サイズが5μm以下であることが重要で

ある。このように金属間化合物の最大サイズを $5\mu\text{m}$ 以下に規制することによって、成形性、特に曲げ性、伸び、張出し性を向上させることができる。金属間化合物の最大サイズが $5\mu\text{m}$ を越えれば、上述のような効果を得ることができない。このように最終圧延板における金属間化合物のサイズを小さくするためには、後述するように、鑄造段階で連続鑄造により板厚 $3\sim 15\text{mm}$ の板に直接鑄造して、凝固速度を大きくすることが好適である。

次に上述のようなアルミニウム合金圧延板の製造方法、すなわち本願第3発明および第4発明について説明する。

この製造方法においては、先ず第1に、前述のような成分組成のアルミニウム合金溶湯を鑄造するにあたって、板厚 $3\sim 15\text{mm}$ の板に連続鑄造することが重要である。その具体的方法としては、合金溶湯を内部から冷却された一対のロール間に連続的に供給するとともにそのロールを連続的に回転させて板厚 $3\sim 15\text{mm}$ に凝固した板を連続的に引出す方法を適用することが好ましい。このように

薄い板に直接連続鑄造することにより、高い凝固速度を得ることができる。

既に述べたように最終圧延板の圧延表面における金属間化合物の最大サイズを $5\mu\text{m}$ 以下とするためには、鑄造時の凝固速度が高いことが必要であり、本系の合金では冷却速度で $100^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上、鑄造時のデンドライトアーム間隔で平均 $10\mu\text{m}$ 以下が必要であることが本発明者等の実験により判明しているが、板厚 $3\sim 15\text{mm}$ の板に直接連続鑄造することによって、このような条件を満たすことが可能となるのである。ここで、鑄造板厚が 3mm 未満では鑄造自体が困難となり、一方 15mm を越える場合はデンドライトアーム間隔を平均 $10\mu\text{m}$ 以下とすることが困難となり、最終圧延板における金属間化合物最大サイズを $5\mu\text{m}$ 以下に抑制することが困難となって、目的とする成形性、特に充分な伸び、曲げ性、張出し性が得られなくなる。

上述のように連続鑄造された板に対しては、必要に応じて $450\sim 600^\circ\text{C}$ で均質化処理を施した後、所要の厚みまで冷間圧延を施す。この冷間圧延に

おける圧延率は、鑄造板厚および製品板厚に応じて定めれば良いが、通常は20%程度以上とすることが好ましい。

冷間圧延後には、溶体化処理・焼入れを行なう。この溶体化処理および焼入れは常法に従って行なえば良い。すなわち溶体化処理は、Al-Mg-Si系合金における通常の溶体化処理温度 ($470\sim 600^\circ\text{C}$ 程度) に加熱して行なえば良く、また焼入れは冷却速度にして $5^\circ\text{C}/\text{sec}$ 程度以上あれば、強制空冷、ミスト焼入れ、水焼入れ等のいずれでも良い。また溶体化処理温度までの加熱は、結晶粒微細化のためには急速加熱が有効であり、したがって連続加熱焼入炉もしくはソルトバス炉を用いることが好ましい。

なおこの発明の系の合金は熱処理型アルミニウム合金であるから、焼入れ後室温に放置することにより徐々に強度を増し、3～7日後に強度が飽和する。

実 施 例

第1表の合金番号1～6に示す合金について、

冷却された一対の回転ロール間に合金溶湯を連続的に供給する連続鑄造法により、厚さ 6mm の板を連続鑄造した。得られた連続鑄造板を 1mm まで冷間圧延した。

また同じく第1表の合金番号1～6に示す合金について、比較法としてのDC鑄造法によって 400mm 厚のスラブに鑄造し、これらに $530\sim 560^\circ\text{C}$ で10時間の均質化処理を施した後、 500°C で熱間圧延を開始して 6mm の熱延板とした。その熱延板を冷間圧延して 1mm の板とした。

以上のようにして得られた合金番号1～6についての各冷延板に対し、第2表に示すような条件の溶体化処理および焼入れを施した。なお同一の成分組成の合金に関しては、連続鑄造を適用した冷延板（本発明材）、DC鑄造を適用した冷延板（比較材）ともに同じ条件の溶体化処理・焼入れを施した。

以上のような熱処理を施した後の本発明材（連続鑄造によるもの）および比較材（DC鑄造によるもの）の板の圧延表面における金属間化合物の

最大サイズを調べた結果を第3表に示す。

また前記熱処理を施した後、さらに少なくとも1週間以上放置して常温時効させた後の各板の機械的強度(引張強さ、0.2%耐力)、伸び、エリクセン値、180°曲げにおける最小曲げ半径を調べた結果と、常温時効後に塗装焼付工程を想定した200℃×30分加熱を施した後の耐力を調べた結果とを第3表に併せて示す。

第2表：溶体化処理・焼入れ条件

合金番号	溶体化処理	焼 入 れ	適 用 手 段
1	530℃×3分	強制空冷 (30℃/sec)	連続加熱焼入れ (加熱速度30℃/sec)
2	530℃×30分	水焼入れ (>2000℃/sec)	空気加熱炉 (加熱速度 0.2℃/sec)
3	540℃×3分	強制空冷 (30℃/sec)	連続加熱焼入れ (加熱速度30℃/sec)
4	530℃×20分	水焼入れ (>2000℃/sec)	ソルトバス (加熱速度>2000℃/sec)
5	530℃×1分	強制空冷 (30℃/sec)	連続加熱焼入れ (加熱速度30℃/sec)
6	540℃×3分	強制空冷 (30℃/sec)	連続加熱焼入れ (加熱速度30℃/sec)

第3表

合金番号	区 分	金属間化合物最大サイズ	引張強さ (Kg/mm ²)	0.2%耐力 (Kg/mm ²)	伸び (%)	E r 値 (mm)	最小曲げ半径 (mm)	200℃×30分加熱後の耐力 (Kg/mm ²)
1	本発明材	3.1μm	30.3	15.8	32	10.1	0.2	28.1
	比較材	13.5μm	29.2	15.1	30	9.5	0.5	28.5
2	本発明材	3.4μm	31.0	16.2	30	9.6	0.3	27.3
	比較材	15.1μm	31.3	16.0	27	9.0	0.7	27.1
3	本発明材	2.9μm	25.3	12.9	33	10.3	0.1	19.3
	比較材	12.8μm	25.6	12.8	30	9.6	0.5	19.1
4	本発明材	3.3μm	27.5	14.3	32	10.0	0.2	25.8
	比較材	15.2μm	27.7	14.5	29	9.5	0.5	25.5
5	本発明材	3.0μm	28.6	14.0	32	10.3	0.2	27.9
	比較材	14.8μm	28.0	13.9	30	9.7	0.5	27.8
6	本発明材	3.5μm	30.1	15.2	32	10.1	0.2	28.3
	比較材	14.5μm	29.4	14.9	29	9.6	0.6	28.2

第1表

合金番号	合 金 成 分 (wt%)							
	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Zn	Cr	Zr
1	1.63	0.72	0.32	0.24	Tr	Tr	0.15	Tr
2	0.86	0.84	0.29	0.21	0.24	Tr	Tr	Tr
3	1.23	0.22	0.71	0.18	0.18	Tr	Tr	Tr
4	0.73	0.63	Tr	0.23	Tr	0.32	Tr	0.12
5	0.88	0.43	Tr	0.18	Tr	Tr	Tr	Tr
6	1.73	0.53	Tr	0.22	Tr	Tr	Tr	Tr

第3表から明らかなように、連続铸造により6mmの板に直接铸造して得られた本発明材の場合はいずれも最終板における金属間化合物の最大サイズが5μm以下となっており、この場合は、DC铸造法によって400mm厚のスラブを铸造して得られた比較材(最終板における金属間化合物最大サイズ12~16μm)と比べて、成形性が向上している。

なおいずれの場合も塗装焼付けを規定した200℃×30分の加熱によって耐力が向上しており、このことから焼付硬化能を有することが判る。また、いずれの場合も成形加工時におけるリューダースマークの発生は認められなかった。したがって従来のAl-Mg-Si系合金の長所であるリューダースマークの発生がない点、および焼付硬化能を有する点は、本発明材の場合も失われていないことが判る。

発明の効果

前述の実施例からも明らかなようにこの発明のAl-Mg-Si系成形加工用アルミニウム合金圧延板は従来の通常の6010合金等のAl-Mg-

Si系合金(6000番系合金)圧延板と比較し、成形性、特に伸び、曲げ性、張出し性が優れている。すなわちこの発明によるアルミニウム合金板は、従来の6000番系合金の長所である強度および耐食性に優れかつリューダースマークの発生がないとともに焼付塗装後の温度が高いという点に加えて、従来の6000番系合金の唯一の欠点である成形性が若干劣点を解決して、前記の従来からの各種の長所と優れた成形性、特に伸び、曲げ性、張出し性とを兼ね備えたものである。

したがってこの発明のアルミニウム合金圧延板は、上記諸特性が要求される自動車車体ボディシートの用途に好適に使用することができ、またそればかりでなく、その他の成形加工品の用途、例えばホイールやオイルタンク、エアクリーナ等の自動車部品、あるいは各種キャップやブラインド、アルミ缶、家庭用器物、計器カバー、電気機器のシャーシー等に用いても優れた性能を発揮し得ることはもちろんである。